

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

cited in the European Search
Report of EP 03 73 3561.9
Your Ref.: NSC-M838-EP

PUBLICATION NUMBER : 2000256788
PUBLICATION DATE : 19-09-00

M 838 - 45

APPLICATION DATE : 10-03-99
APPLICATION NUMBER : 11063922

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : SHINTO YOSUKE;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 6/00 C21D 9/46 C22C 38/06 C22C 38/16 C23C 2/06 C23C 2/28
C23C 2/40

TITLE : GALVANNEALED STEEL SHEET EXCELLENT IN WORKABILITY, AND ITS
MANUFACTURE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To improve tensile strength, workability, and plating characteristic by applying galvannealing to the surface of a steel sheet as basis material having a composition in which specific amounts of C, Si, Al, and Mn are contained and respective contents of them satisfy a specific relation and also having, as a principal structure, a structure which has respectively specified fraction of ferrite, amount of retained austenite, and ratio of bainite.

SOLUTION: This steel sheet as basis material has a composition containing, by mass, 0.03-0.17% C, $\leq 0.5\%$ (not including 0%) Si, $\leq 1.5\%$ (not including 0%) Al, and $\leq 2.5\%$ (not including 0%) Mn and satisfying $[Si] + 0.2 \times ([Mn] + [Al]) \leq 0.8$ when [Si], [Mn], and [Al] represent respective contents (%) of Si, Mn, and Al. The steel sheet has, as principal structure, a structure having ≥ 80 vol.% ferrite fraction, 2 vol.% amount of retained austenite, and ≤ 10 vol.% bainite ratio.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-256788

(P2000-256788A)

(13) 公開日 平成12年9月19日 (2000.9.19)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
C 2 1 D 6/00		C 2 1 D 6/00	D 4 K 0 3 7
9/46		9/46	J
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/16		38/16	

審査請求 未請求 請求項の数 3 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平11-63922

(22) 出願日 平成11年3月10日 (1999.3.10)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 橋本 俊一

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神戸製鋼所加古川製鉄所内

(72) 発明者 植井 浩一

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(74) 代理人 10006/828

弁理士 小谷 悦司 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性の優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ優れた加工性およびめっき特性をも発揮し、自動車、電機、機械等の産業分野で使用される素材として最適な合金化溶融亜鉛めっき鋼板、およびこのような合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する為の有用な方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.03～0.17%、Si: 0.5%以下 (0%を含まない)、Al: 1.5%以下 (0%を含まない) およびMn: 2.5%以下 (0%を含まない) を夫々含有すると共に、所定の関係式を満足し、且つフェライト分率: 80体積%以上、残留オーステナイト量: 2体積%以上、およびベイナイト率: 10体積%以下である組織を主要組織構成とする素地鋼板の表面に、合金化溶融亜鉛めっきが施されたものである。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.03~0.17% (質量%の意味、以下同じ)、Si: 0.5%以下 (0%を含まない)、Al: 1.5%以下 (0%を含まない) およびMn: 2.5%以下 (0%を含まない) を夫々含有すると共に、下記(1)式の関係を満足し、且つフェライト分

$$[\text{Si}] + 0.2 \times ([\text{Mn}] + [\text{Al}]) \leq 0.8\% \quad \dots\dots (1)$$

但し、[Si]、[Mn]および[Al]は、夫々Si、MnおよびAlの含有量(質量%)を示す。

【請求項2】 Ni: 1%以下 (0%を含まない)、Cu: 1%以下 (0%を含まない)、Mo: 0.5%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上を含有する素地鋼板を用いたものである請求項1に記載の合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】 請求項1または2に記載の合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに当たり、熱間圧延に際してまず1000~1250℃に加熱し、 A_{e3} 変態点および A_{e1} 変態点を夫々下記(2)式および(3)式で定義したとき、 A_{e3} 変態点~(A_{e3} 点-200℃)で熱間仕上げ圧延した後、途中に(A_{e1} 変態点+50℃)~

$$A_{e3}\text{変態点}(\text{℃}) = 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 45 \times [\text{Si}] - 23 \times [\text{Mn}] + 95 \times [\text{Al}] + 32[\text{Mo}] - 15.2 \times [\text{Ni}] \quad \dots\dots (2)$$

$$A_{e1}\text{変態点}(\text{℃}) = 723 + 29 \times [\text{Si}] - 11 \times [\text{Mn}] + 31 \times [\text{Al}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \quad \dots\dots (3)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Mo]および[Ni]は、夫々C、Si、Mn、Al、MoおよびNiの含有量(質量%)を示す。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、自動車、電機、機械等の産業分野で使用される、440~640MPaの引張強さを有し且つ加工性およびめっき特性にも優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板、およびその様な合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する為の有用な方法に関するものである。尚、本発明で対象とする合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した様々な用途で利用されるものであるが、以下では代表的なものとして自動車の車体に使用する場合を中心に説明を進める。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性向上や燃費向上の観点から、自動車用鋼板の高強度と薄肉化(軽量化)が進められている。そして、現在の自動車の車体に用いられている鋼板は、引張強さで300MPa程度のものであるが、上記の観点から引張強さを440MPa程度にまで上げることが要求されている。しかしながら、引張強さを上げると、自動車の車体用鋼板として要求される特性の一つである加工性(延性)が劣化してしまい、必要とされる加工性を発揮するものが得られていないのが実状である。

【0003】自動車用鋼板等の薄鋼板において加工性(延性)の向上を図る技術として、オーステナイトがマ

率: 80体積%以上、残留オーステナイト量: 2体積%以上、およびベイナイト率: 10体積%以下である組織を主要組織構成とする素地鋼板の表面に、合金化溶融亜鉛めっきが施されたものであることを特徴とする加工性の優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

(A_{e1} 点-50℃)の温度範囲で2~15秒の放冷を含みつつ、10~100℃/秒の冷却速度で冷却して500~350℃で巻取り、次いで酸洗および40~80%の冷間圧延を行ない、更に(A_{e1} 変態点+70℃)~(A_{e1} 変態点-50℃)の温度範囲にて20~200秒焼鈍した後、5~50℃/秒の冷却速度で500℃~350℃まで冷却し、その温度域で溶融亜鉛めっき工程を含めて30~200秒保持し、引き続き(A_{e1} 変態点-50℃)~(A_{e1} 変態点+100℃)の温度範囲にて5~60秒の合金化処理を行なうことを特徴とする加工性に優れた合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

ルテンサイトに変態することによって高い延性を示す変態誘起塑性(以下、「TRIP」と略記することがある)を利用した技術が知られている。こうしたTRIP鋼板として、従来では高価な合金元素を多量に添加した引張強さが780MPa級のもののしか良好な延性が達成されていなかった(例えば特開平5-112846号)。しかしながら、こうした鋼板では、自動車の車体の様に大量生産が前提となる廉価な用途に適しているとはいえず、更なる改善が望まれていた。

【0004】ところで、自動車用鋼板においては、素地鋼板(冷延鋼板)の表面に、溶融亜鉛めっきを施したり、更にこの溶融亜鉛めっきを熱処理によって合金化させて合金化溶融亜鉛めっき鋼板として使用されることが多く、こうした観点からめっき特性(めっき密着性)が良好であることも要求される。

【0005】上記TRIP鋼板では、残留オーステナイトを生成させる為に、SiやAlの多量の添加が必要とされるが(例えば、特開平5-247586号、同6-145788号、同6-145792号等)、これらの元素はいずれも焼鈍過程において酸化皮膜を形成する傾向があり、こうした酸化皮膜は溶融めっき工程において不めっき部分を生じさせるという問題もある。

【0006】こうした問題を解決する方法として、溶融亜鉛めっきを施す前のある種の成分をめっきするいわゆるプレめっき法も知られているが(例えば、特公昭46-19282、同63-48923号、特開平4-333551号等)、合金化溶融亜鉛めっきの限られた製造

プロセス中で、残留オーステナイトによるTRIP効果を発現させ、優れた加工性とめっき特性を兼備させた鋼板の報告はなされていない。

【0007】尚、延性を改善した鋼板として、例えば特開平7-207405号や同7-207413号等には、化学成分組成とマイクロ組織を適切に調整することによって、引張強さが440～640MPa程度で延性を改善した高強度複合組織冷延鋼板が開示開示されている。しかしながらこうした鋼板においては、上記めっき特性（めっき密着性）については考慮されておらず、改善の余地が残されているのが実状である。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、こうした状況の下でなされたものであって、その目的は、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ優れた加工性およびめっき特性をも発揮し、自動車、電機、機械等の

$$[\text{Si}] + 0.2 \times ([\text{Mn}] + [\text{Al}]) \leq 0.8 (\%) \quad \dots\dots (1)$$

但し、[Si]、[Mn]および[Al]は、夫々Si、MnおよびAlの含有量（質量％）を示す。

【0010】本発明の上記合金化溶融亜鉛めっき鋼板においては、Ni：1％以下（0％を含まない）、Cu：1％以下（0％を含まない）、Mo：0.5％以下（0％を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上を含有する素地鋼板を用いることも有効であり、これによって合金化溶融亜鉛めっき鋼板の特性を更に改善することができる。

【0011】一方、上記の様な合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに当たっては、熱間圧延に際してまず1000～1250℃に加熱し、 A_{e3} 変態点および A_{e1} 変態点を夫々下記（2）式および（3）式で定義したと

$$A_{e3}\text{変態点} (^\circ\text{C}) = 910 - 203 \times [\text{C}]^{1/2} + 45 \times [\text{Si}] - 23 \times [\text{Mn}] + 95 \times [\text{Al}] + 32[\text{Mo}] - 15.2 \times [\text{Ni}] \quad \dots\dots (2)$$

$$A_{e1}\text{変態点} (^\circ\text{C}) = 723 + 29 \times [\text{Si}] - 11 \times [\text{Mn}] + 31 \times [\text{Al}] - 16.9 \times [\text{Ni}] \quad \dots\dots (3)$$

但し、[C]、[Si]、[Mn]、[Al]、[Mo]および[Ni]は、夫々C、Si、Mn、Al、MoおよびNiの含有量（質量％）を示す。

【0012】

【発明の実施の形態】本発明者らは、上記課題を解決するべく、様々な角度から検討した。そして、C、Si、Al、Mn（必要によって、更にCu、Ni、Mo等）を添加した種々の鋼に対して、成分やマイクロ組織および製造条件等が加工性等に及ぼす影響について検討した。その結果、上記の構成を採用すれば、上記目的が見事に達成できることを見出し、本発明を完成した。まず本発明で用いる素地鋼板で規定した成分範囲限定理由について説明する。

【0013】C：0.03～0.17％

Cは、他の高価な合金元素を用いることなくオーステナイトを安定化させ、室温で残留させる為に最も重要な元素の一つである。本発明では、後述する熱処理によって

産業分野で使用される素材として最適な合金化溶融亜鉛めっき鋼板、およびこの様な合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造する為の有用な方法を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】上記目的を達成し得た本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板とは、C：0.03～0.17％、Si：0.5％以下（0％を含まない）、Al：1.5％以下（0％を含まない）およびMn：2.5％以下（0％を含まない）を夫々含有すると共に、下記（1）式の関係式を満足し、且つフェライト分率：80体積％以上、残留オーステナイト量：2体積％以上、およびベイナイト率：10体積％以下である組織を主要組織構成とする素地鋼板の表面に、合金化溶融亜鉛めっきが施されたものである点に要旨を有するものである。

き、 A_{e3} 変態点～（ A_{e3} 点－200℃）で熱間仕上げ圧延した後、途中に（ A_{e1} 変態点＋50℃）～（ A_{e1} 点－50℃）の温度範囲で2～15秒の放冷を含みつつ、10～100℃/秒の冷却速度で冷却して500～350℃で巻取り、次いで酸洗および40～80％の冷間圧延を行ない、更に（ A_{e1} 変態点＋70℃）～（ A_{e1} 変態点－50℃）の温度範囲にて20～200秒焼鈍した後、5～50℃/秒の冷却速度で500℃～350℃まで冷却し、その温度域で溶融亜鉛めっき工程を含めて30～200秒保持し、引き続き（ A_{e1} 変態点－50℃）～（ A_{e1} 変態点＋100℃）の温度範囲で5～60秒の合金化処理を行なう様にすれば良い。

オーステナイトからフェライトへの変態を利用し、オーステナイト中の炭素濃度を高めることでオーステナイトの安定化が図れるが、C含有量が0.03％未満では最終的に得られる残留量量が2％未満であり、十分なTRIP効果が期待できない。こうした観点から、本発明ではC含有量の下限を0.03％とした。

【0014】また、C含有量が増加するに従って、必要となる残留オーステナイト量が確保できるが、C含有量が過剰になって0.17％を超えると、強度が増加し過ぎて640MPa以下の強度が得にくくなる。尚、C含有量の好ましい下限は0.05％であり、好ましい上限は0.15％である。

【0015】Si：0.5％以下（0％を含まない）、Al：1.5％以下（0％を含まない）、SiとAlは、オーステナイトを室温でも安定になるほど炭素濃化させるために重要な添加元素である。本発明では、TRIP効果を利用するものであり、鋼板をフェ

ライト／オーステナイト2相域に加熱し、冷却時にフェライト変態を進行させることによって、オーステナイト中に炭素を濃化させることが本発明の技術の中心思想となる。しかしながら、フェライト変態の進行と共に（従って、オーステナイト中の炭素濃度の上昇と共に）炭化物の生成が起こり易くなり、650～550℃程度の高温ではパーライトが生成されると共に、パーライト変態ノーズ以下の低温（500℃以下の温度）ではベイナイトが生成されるようになる。ここで、炭化物形成元素（特に、セメンタイト中に固溶してセメンタイトの生成を促進し、オーステナイト中へのCの濃化を抑制する元素：例えばCr）が過剰に存在すると全炭素量が減少し、その結果として残留量量を減少させることになる。AlとSiはよく知られているように、炭化物（ここではセメンタイト）に固溶しない為に、炭化物の生成を著しく遅らせる働きがある。これにより炭化物の形で炭素原子を浪費することなく、効率良くオーステナイトへの炭素濃化を可能にする。

【0016】Siはこのときフェライト中に固溶し、フェライトを強化することから、不必要に多量の添加は鋼板の強度の不必要な上昇や加工性の劣化をもたらす。また、めっき特性を著しく劣化させるため、その含有量は0.5%以下とする必要がある。

【0017】一方、Alの場合は、固溶強化作用が殆ど無いので、Siのような心配はないが、不必要に多量の添加がなされたときには、めっき特性の劣化、介在物の増加、加工性の劣化をもたらすことからその含有量は1.5%以下とする必要がある。

【0018】尚、SiやAlによる上記効果を発揮させる為には、Siで0.05%以上、Alで0.4%以上含有させることが好ましい。

【0019】Mn：2.5%以下（0%を含まない）。Mnは、オーステナイト中に偏析し、残留オーステナイトの生成に貢献する添加元素である。これに加えてMnの添加は、オーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低下させる作用を発揮する。しかしながら、Mnを過度に含有させると、オーステナイトが安定化し過ぎて変形中にオーステナイトからマルテンサイトへの加工誘起変態によるTRIP効果が発現しなくなったり、固溶強化し過ぎて、所望の強度範囲を超えてしまうことがあるので、その上限は2.5%とした。尚、Mn含有量の好ましい下限は0.5%、より好ましくは0.8%であり、好ましい上限は2.3%、より好ましくは2.0%である。

【0020】 $[Si] + 0.2 \times ([Mn] + [Al]) \leq 0.8$ (%)

本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板においては、そのめっき特性を良好にするという観点から、Si、MnおよびAlが、 $[Si] + 0.2 \times ([Mn] + [Al]) \leq 0.8$ [上記(1)式]の関係を満足する必要がある。前述した様

に、溶融亜鉛めっきにおいては、素地鋼板にSiやMnを添加すると、めっき部分が生じたりめっき密着性の劣化を来することが良く知られている。本発明者らが、合金元素とめっき特性の関係について詳細に検討した結果、Siの影響はMnやAlの5倍に達し、 $[Si] + 0.2 \times ([Mn] + [Al])$ の総量を0.8%以下に規制することによって、良好なめっき特性が得られることを見出したのである。

【0021】本発明で用いる素地鋼板における基本的な化学成分組成は上記の通りであり、残部はFeおよび不可避不純物からなるものであるが、本発明で用いる素地鋼板には、必要によって、Ni、Cu、Mo等を下記の量で含有させることも有効である。また、本発明の素地鋼板には、これらの成分以外にも鋼板の特性を阻害しない程度の微量成分も含み得るものであり、こうした素地鋼板を用いることも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0022】Ni：1%以下（0%を含まない）、Cu：1%以下（0%を含まない）、Mo：0.5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上。Ni、CuおよびMoは、Mnと同様にオーステナイト中に偏析し、残留オーステナイトの生成に貢献する添加元素である。またMnと同様に、オーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低下させるが、過度に添加すると、オーステナイトが安定化し過ぎ、変形中にオーステナイト→マルテンサイトへの加工誘起変態によるTRIP効果が発現しなくなったり、固溶強化し過ぎて、所望の強度範囲を超えてしまうことがあるので、Ni、Cuの上限値は1.0%、Moの上限値は0.5%とした。

【0023】一方、これらの元素はMnとは異なり、炭化物（セメンタイト）との親和力が弱い為に、C含有量が少ない場合でも、炭化物生成を抑えて効率よくオーステナイト中にCを濃化させられるために、必要によって添加される有用な元素である。また、Al、Siに比べて、酸素との親和力が弱いので、溶融亜鉛めっき中にZnと地鉄との反応を阻害する強固な酸化被膜をあまり作らず、めっき特性の維持にも有効に作用する。

【0024】本発明では、めっき特性、介在物の清浄度を維持するために、従来のTRIP鋼では積極的に添加されていたAlやSiの上限を夫々1.5%、0.5%にする必要があるが、これら両元素の不足をNi、CuおよびMo等で補うことによって、溶融亜鉛めっき特性、介在物清浄度を維持することも可能であり、ベイナイト変態中に炭化物形成を抑えつつ、C添加量が少ない場合でも、残留オーステナイトを一定量以上確保することができる。

【0025】本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板は、強度が440～640MPaの比較的低強度のTRIP鋼を対象にするものであることから、軟質なフェライトを

主相とすることが前提となる。こうした観点から、本発明で用いる素地鋼板中のフェライト（ポリゴナルフェライト、およびベイナイト中のフェライト）分率を80体積%以上とする必要がある。また、最終的なミクロ組織にオーステナイトを残留させるためには、フェライト変態だけでは十分なC濃化が達成できないので、本発明ではベイナイト変態を利用することになる。従って、本発明の鋼板（素地鋼板）における最終的なミクロ組織は、（フェライト+ベイナイト+オーステナイト）の3相の混合組織となることが望ましい。

【0026】そして、最終組織に含まれる残留オーステナイト量は、鋼板の強度、加工性を大きく左右する重要な因子であり、TRIP効果をある程度発現する為には、残留 γ 量は2体積%以上必要である。尚、残留オーステナイト量が2体積%未満であっても、この残留オーステナイトは加工誘起変態するが、その加工誘起変態による延性向上しるが少な過ぎて、引張試験では実験誤差程度の効果しか得られなくなる。

【0027】本発明における上記ベイナイト変態は、最終的なミクロ組織にオーステナイトを残留させるという観点から、フェライト変態だけでは不十分であるC濃化を十分に達成させる為に必要なプロセスであるが、その結果としてベイナイト率が10体積%を超えると、必要な残留オーステナイト量が確保できなくなる。

【0028】以上のことから、本発明で用いる素地鋼板は、そのミクロ組織がフェライト分率：80体積%以上、残留オーステナイト量：2体積%以上、およびベイナイト率：10体積%以下である組織を主要組織構成とする必要がある。但し、不可避免的に混入する総量5体積%以下のマルテンサイトやセメンタイトは許容されるものである。

【0029】次に、本発明で規定する製造条件について説明する。本発明においては、引張強さが440～640MPaで強度が比較的低い（即ち、加工性の極めて優れた）合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造し、且つめっき特性の向上をも図る為に、オーステナイト安定化元素であるCおよびMn（必要により、Ni、CuおよびMo）の添加量、並びにフェライト安定化元素であるSiおよびAlの添加量を制限したものである。しかしながら、その結果として合金化溶融めっきの熱サイクルだけで所望の残留オーステナイト量を形成させることは困難になる。そこで本発明者らは、冷延鋼板の素材となる熱延鋼板において予め炭素および置換型元素の濃化した領域を分散させ、短時間の焼鈍熱サイクルで必要な残留 γ 量を生成させることができる製造条件を設定したのである。以下、本発明の製造方法の各要件について説明する。

【0030】本発明では、まず熱間圧延の際の加熱温度を1000～1250℃とする必要がある。この温度が1000℃未満では、圧延荷重が大きくなり、熱延が困難となる。また、1250℃を超えると、加熱エネルギ

ーが大きくなって、コストが高くなったり、環境上問題となるばかりでなく、酸化スケール層が厚くなり歩留まり低下、酸洗コストの増大を招くことになる。

【0031】次に、熱間仕上げ圧延温度は、 A_{e3} 変態点を前記（2）式で定義したとき、 A_{e3} 変態点～（ A_{e3} 変態点－200℃）の比較的低温とする必要がある。この熱間圧延では、上述の如く640MPa以下の低強度TRIP鋼に必要なフェライト体積率を確保する為のものであるが、熱間仕上げ圧延温度が A_{e3} 変態点を超えると、いわゆる再結晶オーステナイト領域での熱延となり、こうした熱間圧延ではフェライトスタート（変態開始）を加速することができず、熱延板でのフェライト体積率の確保や、旧オーステナイトへの合金元素の移動ができず、その後の連続焼鈍（めっき工程も含む）での残留オーステナイトの生成が困難になる。一方、この熱間仕上げ圧延温度が（ A_{e3} 変態点－200℃）未満となると、熱延荷重が高くなり過ぎて操業上安定製造が困難となる。

【0032】本発明では、熱間圧延に続く巻取りに至る冷却過程を、パーライト変態を避ける為に10～100℃/秒の冷却速度で巻取り温度である500～350℃まで冷却するが、その途中で、 A_{e1} 変態点を前記（2）式で定義したとき、フェライト変態が最も速く進行する（ A_{e1} 変態点＋50℃）～（ A_{e1} 変態点－50℃）の温度範囲にて2～15秒の放冷を行うものである。

【0033】こうした工程を付加する結果、所望するフェライト分率が確保され、熱延後に置換型合金元素（ α へ偏析する元素：Si、Al等、 γ に偏析する元素：Mn、Cu、Ni、Mo等）がフェライト粒および旧オーステナイト粒の夫々に偏析し、特に、Mn、Cu、Ni、Mo等のオーステナイト安定型置換型元素を熱延段階でフェライト相以外の第2相（ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト等）に偏析させておくことが可能となる。この工程における冷却速度が10℃/秒未満では、パーライト変態によってCの濃縮が阻害され、100℃/秒を超えると、冷却する為に過大な水流密度が必要となり好ましくない。また、放冷時間が2秒未満となると十分なフェライトの生成が不可能となり、15秒を超えると現実的な冷却帯内での製造が不可能となる。

【0034】上記巻取り温度は500～350℃とする必要があるが、この巻取り温度が500℃を超えると、（ A_{e1} 変態点±50℃）での一旦保持によって置換型元素の分配をせつかく起こさせても、パーライト変態を生じてしまい、その後の冷間圧延や短時間加熱段階でセメンタイトが再固溶せず、オーステナイト中へCを濃化させることができなくなる。また、巻取り温度が350℃未満になると、十分なベイナイト変態が生じず、Cの残留オーステナイトへの濃化が不足する。

【0035】そして、この段階までで得られる組織は、

ポリゴナルフェライト分率：80体積%以上、ベイナイト体積率：10%以下、残部がオーステナイトおよび、またはマルテンサイトの組織とする。

【0036】その後、酸洗および冷間圧延を行なうものであるが、このときの冷間圧延率（加工率）は40～80%とする必要がある。この冷間圧延率が40%未満では冷延による板厚減少の意味が薄くなり、80%を超えると通常のタンデム圧延機での圧延が困難となる。

【0037】次の焼鈍工程では、(A_{e1} 変態点+70℃)～(A_{e1} 変態点-50℃)の温度範囲にて20～200秒焼鈍することによって、目的とした組織が得られる。 A_{e1} 変態点未満の焼鈍では、平衡論的にはオーステナイト相が存在しないため残留オーステナイトを生成させることは不可能であるが、本発明のように熱延段階で予め炭素や置換型元素の濃化領域を作っておくことによって、その領域の A_{e1} 変態点は平衡 A_{e1} 変態点よりも50℃程度低い(A_{e1} 変態点-50℃)程度となり、この温度で残留 γ を生成させることが可能となる。一方、焼鈍温度が(A_{e1} 変態点+70℃)を超えると、冷却制御によるフェライト分率が少なくなり、結果的にオーステナイト安定型元素の濃化した領域が少なくなり、残留オーステナイトが生成しなくなる。

【0038】上記焼鈍工程に続く冷却では、パーライト変態にかからない冷却速度で冷却する必要があるが、現状の設備での冷却能は連続焼鈍設備ほど速いものでなく、5～50℃/秒が限界である。また、ベイナイト変態を意図した恒温変態を溶融亜鉛めっきも工程も含めて、500℃～350℃の温度で30～100秒保持することにより実行する。このときの温度が500℃を超えると、パーライト変態が進行し、350℃未満となるとベイナイト変態が不十分となり、オーステナイトの残留が不可能となる。

【0039】本発明では、引き続いて合金化処理を行なうものであり、この合金化処理は通常550℃程度あるいはそれ以上の温度で行われているが、こうした条件ではオーステナイトがパーライトに変態して残留しないことになる。本発明では、オーステナイトを残留させるという観点から、合金化処理温度を(A_{e1} 変態点-50℃)～(A_{e1} 変態点+100℃)の範囲とする必要が

ある。即ち、この温度が(A_{e1} 変態点-50℃)未満となるとパーライト変態してしまい、一方(A_{e1} 変態点+100℃)を超えると2相域の中でもオーステナイト分率が高くなってC濃度が低下し、冷却時にマルテンサイト変態若しくはベイナイト変態してしまい、オーステナイトが残らなくなる。

【0040】また、合金化処理時間については、上記温度範囲にて5～60秒とする必要がある。即ち、合金化を行なう為には最低5秒必要であり、また60秒を超えると、合金化が過度に進んで商品価値を損なうことになる。

【0041】尚、本発明の合金化溶融亜鉛めっき鋼板では、溶融亜鉛めっきを施す前に、必要によって前述した様なプレめっきを施すことも有効である。このプレめっきに関しては、従来から種々のめっき成分が報告されているが、本発明者らが検討したところによると、Fe-Ni-Co系のめっき成分が最も効果的であることを見出している。具体的には、Ni-Co、Fe-Ni、Fe-Co-Niのいずれかのめっき成分を、0.2～3g/m²程度塗布することによってめっき付着性の著しい改善がもたらされ、高Si鋼等従来ではめっき不良が生じるとされていた成分系においても良好なめっきが可能となる。

【0042】以下、本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定するものではなく、前・後記の趣旨に徴して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

【0043】

【実施例】下記表1に示す化学成分組成の鋼材を、真空溶解炉にて溶解した。このときの各鋼種の変態点(A_{e1} 変態点および A_{e3} 変態点)を表1に併記する。上記各鋼種を用い、1200℃に加熱した後、下記表2に示す条件で厚みが2.4mmになるまで熱間圧延した。熱延鋼板の組織(フェライト分率： α 分率、ベイナイト分率：B分率、残留オーステナイト率：残留 γ 率)を表2に併記する。

【0044】

【表1】

鋼種	化学成分組成(質量%)									(1)式の左 辺の値*	変態点(℃)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Mo		Ae ₁	Ac ₃
A	0.14	0.05	1.5	0.006	0.005	1.20	-	-	-	0.59	742	916
B	0.15	0.05	2.0	0.005	0.005	1.00	-	0.20	-	0.65	727	880
C	0.10	0.05	1.5	0.005	0.005	0.80	0.20	0.20	0.20	0.51	726	893
D	0.03	0.05	1.5	0.010	0.005	0.40	-	0.20	0.30	0.43	714	887
E	0.05	0.05	1.6	0.010	0.005	0.60	-	-	0.30	0.49	725	897
F	0.10	0.1	2.3	0.005	0.005	0.45	-	-	0.20	0.65	709	847
G	0.14	0.1	1.5	0.020	0.005	0.40	0.80	0.40	-	0.48	709	836
H	0.05	0.1	2.0	0.010	0.005	1.30	-	0.50	0.25	0.76	730	947
I	0.25	0.03	1.3	0.005	0.005	0.20	0.20	0.20	0.20	0.33	711	802
J	0.14	1.0	1.5	0.005	0.005	1.00	-	-	-	1.50	709	940
K	0.25	1.0	1.5	0.005	0.005	1.80	-	-	-	1.66	733	990
L	0.15	0.03	3.5	0.005	0.005	0.20	0.20	0.20	0.20	0.77	686	775
M	0.02	0.75	1.5	0.005	0.005	1.20	-	-	-	1.29	722	995

* (1)式の左辺の値=[Si]+0.2×([Mn]+[Al])

【0045】

【表2】

No.	鋼種	熱間仕上げ 延温度(°C)	冷却条件				巻取り温度 (°C)	組織			
			一次冷却速 度(°C/s)	放冷温 度(°C)	放冷時間 (秒)	二次冷却速 度(°C/s)		α分率 (体積%)	β分率 (体積%)	残留γ (体積%)	その他
1	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
2	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
3	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
4	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
5	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
6	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
7	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
8	A	820	60	720	8	60	400	85	10	5	0
9	A	970	60	720	8	60	400	60	40	0	0
10	A	820	60	600	8	60	400	85	25	0	10
11	A	820	60	720	10	60	600	90	0	0	10
12	A	700	60	720	8	60	400	85	10	0	5
13	A	820	60	720	0	60	400	85	35	0	0
14	A	820	60	720	10	20	400	90	5	0	5
15	B	820	60	700	10	60	400	85	10	5	0
16	B	820	60	700	10	60	400	85	10	5	0
17	C	820	60	700	8	60	400	90	5	5	0
18	C	820	60	700	8	60	400	90	5	5	0
19	D	850	70	710	8	70	420	90	5	5	0
20	E	820	50	700	8	50	360	90	5	5	0
21	F	820	70	700	10	70	450	85	8	7	0
22	G	800	60	700	8	60	400	80	10	10	0
23	G	820	50	700	4	60	480	80	10	10	0
24	H	880	60	730	8	60	400	90	5	5	0
25	H	820	60	730	8	60	400	90	5	5	0
26	I	780	60	700	8	60	400	75	20	5	0
27	J	900	60	700	8	60	400	85	5	10	0
28	K	900	60	750	8	60	400	75	15	10	0
29	L	750	60	700	8	60	400	85	7	8	0
30	M	850	60	700	8	60	400	95	5	0	0

【0046】上記熱間圧延鋼板について、酸洗した後、厚み：1.2mmになるまで冷間圧延した（冷延率：50%）。その後、再結晶焼鈍を溶融亜鉛めっきシミュレータ（加熱炉とめっき浴が一体となった装置）を用いて行ない、その後各種冷却速度で460°Cまで冷却してその温度（保持温度）で溶融亜鉛めっきを施し（めっき付着量：60g/m²）、引き続き各種温度、時間で合金化処理を行なった。このとき、一部のものについては、溶融亜鉛めっきに先立ち、Ni-Cr系めっきを1g/m²の条件でプレめっきを施した。

【0047】得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板について、素地鋼板の組織（α分率、β分率、残留γ率）、機械的性質（降伏点：YP、引張強さ：TS、伸び：E

1、静的歪吸収能：TS×E1値）、およびめっき付着性について調査した。このとき、引張試験は、厚み：

1.2mmのJIS5号平板試験片をもって行ない、n=3の平均値をもって評価した。また、めっき付着性については、一部でもめっき付着不良が観察された試料を×、めっき付着は完全であってもボールインパクト試験で一部のめっき剥離が生じた試料を○、剥離を生じなかったものを◎とした。

【0048】これらの結果を、焼鈍条件（加熱温度、加熱時間）、冷却・保持条件（冷却速度、保持温度、保持時間）と共に下記表3に示す。

【0049】

【表3】

No.	焼鈍条件	冷却・合金化条件			組織構成					機械的性質				プレス の 有 無	めっき 特性	備考
		加熱温度 (°C)	加熱時間 (秒)	冷却速度 (°C/秒)	合金化温度 (°C)	合金化時間 (秒)	α分率 (体積%)	B分率 (体積%)	残留γ (体積%)	その他 (体積%)	YP (Mpa)	TS (Mpa)	El (%)	TS×El (Mpa)		
1	A	850	60	20	750	10	80	15	15	5	350	475	33	156.8	無し	○ 比較例
2	A	750	50	20	740	10	85	10	10	1	325	490	40	196.0	無し	○ 実施例
3	A	750	40	20	740	10	85	10	10	1	325	450	40	196.0	有り	◎ 実施例
4	A	725	60	20	740	10	88	7	7	0	320	485	41	198.9	無し	○ 実施例
5	A	670	60	20	740	10	90	0	0	10	305	465	36	167.4	無し	○ 比較例
6	A	700	60	3	740	10	85	0	0	15	350	480	34	163.2	無し	○ 比較例
7	A	750	60	20	740	10	85	5	5	10	350	500	34	170.0	無し	○ 比較例
8	A	750	60	20	740	10	85	5	5	10	350	500	33	165.0	無し	○ 比較例
9	A	750	60	20	740	10	85	3	3	12	320	435	38	165.3	無し	○ 比較例
10	A	750	60	20	740	10	85	5	5	10	330	440	34	149.6	無し	○ 比較例
11	A	750	60	20	740	10	85	0	0	15	325	425	33	140.3	無し	○ 比較例
12	A	750	60	20	740	10	85	5	0	10	320	430	32	137.6	無し	○ 比較例
13	A	750	60	20	740	10	85	5	0	10	325	430	33	141.9	無し	○ 比較例
14	A	750	60	20	740	10	85	5	0	10	315	420	34	142.8	無し	○ 比較例
15	B	750	40	20	730	15	85	8	8	1	310	540	37	159.8	無し	○ 実施例
16	B	750	50	30	700	10	85	8	8	1	310	540	37	199.8	有り	◎ 実施例
17	C	750	50	30	690	15	90	5	5	1	315	470	40	188.0	無し	○ 実施例
18	C	750	50	20	700	10	90	5	5	1	315	470	40	188.0	有り	◎ 実施例
19	D	740	50	30	690	10	93	4	4	0	315	450	44	158.0	無し	◎ 実施例
20	E	760	50	20	710	10	90	5	5	1	315	445	45	200.3	無し	◎ 実施例
21	F	750	50	25	710	10	90	6	6	1	316	455	42	199.8	無し	◎ 実施例
22	G	750	50	20	720	10	85	8	8	0	315	540	37	199.8	無し	◎ 実施例
23	G	730	50	20	700	10	85	8	8	1	315	525	38	199.5	無し	◎ 実施例
24	H	750	50	20	720	10	90	4	4	1	315	480	40	192.0	無し	◎ 実施例
25	H	750	50	20	730	10	90	4	4	1	315	480	40	192.0	無し	◎ 実施例
26	I	750	50	20	700	10	80	13	13	3	460	550	29	192.4	無し	◎ 比較例
27	J	750	50	20	710	10	85	9	9	1	370	580	32	185.6	無し	× 比較例
28	K	750	50	20	740	10	85	8	6	1	495	700	26	182.0	有り	× 比較例
29	L	750	50	20	700	10	85	8	2	5	400	630	24	163.2	無し	◎ 比較例
30	M	750	50	20	720	10	90	7	0	3	325	405	37	146.9	無し	× 比較例

【0050】これらの結果から明らかな様に、本発明で規定する要件を満足する鋼板は、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ優れた加工性およびめっき特性をも発揮していることが分かる。

【0051】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、化

学成分組成および組織を適切に調整することによって、440～640MPa程度の引張強さを有し、且つ優れた加工性およびめっき特性をも発揮する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が実現でき、こうした鋼板は、自動車、電機、機械等の産業分野で使用される素材として特に有用である。

フロントページの続き

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	(参考)
C 2 3 C 2/06 2/28 2/40		C 2 3 C 2/06 2/28 2/40	
(72)発明者 鹿島 高弘 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神 戸製鋼所加古川製鉄所内		Fターム(参考) 4K027 AA02 AA23 AB02 AB28 AB42 AC12 AC18 AC73 AE12 AE18	
(72)発明者 池田 周之 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内		4K037 EA01 EA05 EA06 EA13 EA15 EA16 EA17 EA20 EA27 EB05 EB11 FA02 FA03 FC03 FC04	
(72)発明者 新堂 陽介 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会 社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内		FD03 FD04 FD05 FD06 FE01 FE06 FG01 FH01 FJ05 FK03 FK08 FM04 GA05 GA07	